

Оригинальная статья

УДК 621.789:538.911

DOI: 10.57070/2304-4497-2024-1(47)-69-80

**ДИНАМИКА ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА АК10М2Н
ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ**

© 2024 г. А. А. Абатурова, Д. В. Загуляев, А. А. Серебрякова

Сибирский государственный индустриальный университет (Россия, 654007, Кемеровская обл. – Кузбасс, Новокузнецк, ул. Кирова, 42)

Аннотация. Представлены результаты исследования деформационных характеристик сплава АК10М2Н без обработки и после применения обработки электронным пучком. Образцы были подвержены разрушению в процессе растяжения. Получены количественные данные о деформации образцов, построены деформационные инженерные и истинные кривые не облученного и облученного образцов. Проанализирована динамика средних пределов прочности и текучести, относительного остаточного удлинения и сужения при разрыве в зависимости от плотности энергии и длительности импульса пучка электронов. Плотность энергии пучка электронов и длительность импульсов находилась в интервале от 10 до 50 Дж/см² и от 50 до 200 мкс. Выявлен наиболее рациональный режим электронно-пучковой обработки, приводящий к увеличению пластических и прочностных свойств сплава АК10М2Н. Установлено влияние электронно-пучковой обработки с плотностью энергии пучка электронов 50 Дж/см² и длительности импульса пучка электронов 200 мкс на деформационные характеристики сплава АК10М2Н. Рассматриваемый режим приводит к увеличению предела прочности (75 %) по сравнению с пределом прочности литого сплава. Выявлено, что относительное остаточное удлинение и сужение при разрыве увеличивается после электронно-пучковой обработки. Анализ деформационных кривых позволил выявить стадии деформации. На второй стадии деформации выявлены участки с разными углами наклона (с разными коэффициентами деформационного упрочнения). В процессе растяжения образцов получены спекл-картины. При изучении спекл-картин установлено, что происходит увеличение размеров локальных очагов деформации в центральной части необлученных образцов, что также подтверждает результативность обработки электронным пучком.

Ключевые слова: растяжение, силумин, электронно-пучковая обработка, деформационные кривые, спекл-картины

Для цитирования: Абатурова А.А., Загуляев Д.В., Серебрякова А.А. Динамика деформационного поведения сплава АК10М2Н при электронно-пучковой обработке. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2024;1(47):69–80. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2024-1\(47\)-69-80](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2024-1(47)-69-80)

Original article

**DYNAMICS OF DEFORMATION BEHAVIOR OF AK10M2N ALLOY DURING
ELECTRON BEAM TREATMENT**

© 2024 A. A. Abaturova, D. V. Zaguliaev, A. A. Serebryakova

Siberian State Industrial University (42 Kirova Str., Novokuznetsk, Kemerovo Region – Kuzbass, 654007, Russian Federation)

Abstract. The results of a study of the deformation characteristics of the AK10M2N alloy without treatment and after the application of electron beam treatment are presented. The samples were susceptible to destruction during the stretching process. Quantitative data on the deformation of samples were obtained, deformation engineering and true curves of non-irradiated and irradiated samples were constructed. The dynamics of the average strength and

yield strength, relative residual elongation and contraction at rupture, depending on the energy density of the electron beam and the pulse duration of the electron beam, are analyzed. The energy density of the electron beam and the pulse duration ranged from 10 to 50 J/cm² and from 50 to 200 microseconds. The most rational mode of electron beam processing has been identified, leading to an increase in the plastic and strength properties of the AK10M2N alloy. The effect of electron beam processing with an electron beam energy density of 50 J/cm² and an electron beam pulse duration of 200 microseconds on the deformation characteristics of the AK10M2N alloy has been established. The considered mode leads to an increase in the tensile strength (75 %) compared to the strength limit of the cast alloy. It is revealed that the value of the relative residual elongation and contraction at rupture increases after electron beam processing. The analysis of the deformation curves allowed us to identify the stages of deformation. At the second stage of deformation, areas with different angles of inclination (with different coefficients of deformation hardening) were identified. Speckle patterns were obtained in the process of stretching the samples. When studying speckle patterns, it was found that there is an increase in the size of local deformation foci in the central part of non-irradiated samples, which also confirms the effectiveness of electron beam processing.

Keywords: stretching, silumin, electron beam processing, deformation curves, speckle patterns

For citation: Abaturova A.A., Zagulyaev D.V., Serebryakova A.A. Dynamics of the deformation behavior of the AK10M2N alloy during electron beam processing. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2024;1(47):69–80. [http://doi.org/10.57070/2307-4497-2024-1\(47\)-69-80](http://doi.org/10.57070/2307-4497-2024-1(47)-69-80)

Введение

В настоящее время для развития техники и технологии требуется разработка и производство новых материалов, которые бы обладали повышенными функциональными свойствами, а также могли бы заменить традиционно используемые материалы [1].

Перспективные материалы, которые способны заменить стали, являются алюминий и сплавы на его основе. Связано это с двумя обстоятельствами. Во-первых, алюминий достаточно распространенный металл (третий элемент после кислорода и кремния по массовому содержанию в твердой земной коре и первый среди металлов). Во-вторых, алюминий обладает уникальными свойствами. Плотность алюминия примерно в три раза меньше чем стали; это пластичный, в меру прочный, ковкий металл, который при отливке, легко принимает любые формы, а оксидная пленка, формирующаяся на его поверхности, делает его устойчивым к коррозии; обладает высокой электропроводностью; не токсичен; легко перерабатывается [2 – 4].

Ограничивающим фактором сферы использования алюминия, являются его сравнительно низкие прочностные свойства. Одним из распространенных методов упрочнения алюминия является добавление легирующих элементов, например,

кремния [5 – 7] в процессе литья, но и этого в последнее время становится недостаточно [8 – 12]. Следует отметить, что традиционный метод упрочнения (термическая обработка) малоэффективен для сплавов Al – Si, поскольку растворимость кремния слабо зависит от температуры до 660,3 °С (температура плавления алюминия) [13 – 15]. В связи с этим приходится прибегать к более современным методам увеличения прочностных свойств, в частности к обработке концентрированными потоками энергии [16; 17]. К хорошо зарекомендовавшим методам поверхностного упрочнения относится электронно-пучковая обработка [18 – 21].

Настоящая работа является актуальной, поскольку направлена на изменение свойств сплава АК10М2Н методом электронно-пучковой обработки.

Материалы и методика

С целью проведения испытаний на растяжение методами электроэрозионной резки из массивного слитка сплава АК10М2Н были изготовлены плоские пропорциональные образцы для растяжения, которые имели вид двухсторонних лопаток в соответствии с ISO 6892-1:2016 Metallic materials — Tensile testing — Part 1: Method of test at room temperature (рис. 1).



Рис. 1. Общий вид образцов для испытаний
Fig. 1. General view of the test samples

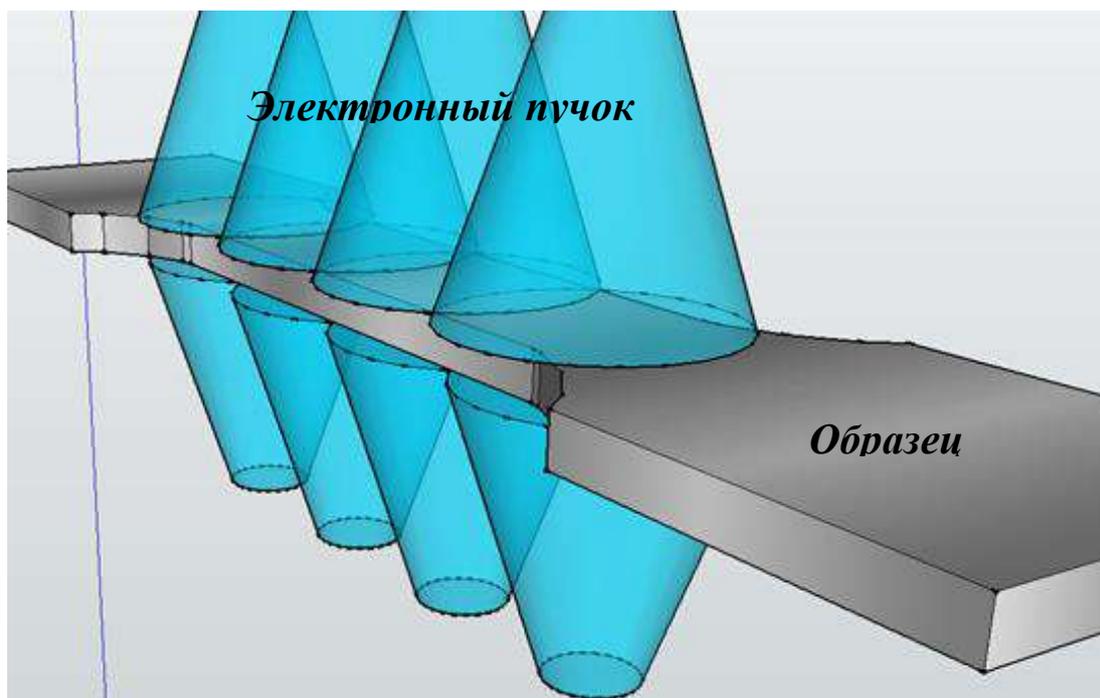


Рис. 2. Ориентация образца относительно электронного пучка
Fig. 2. Orientation of the sample relative to the electron beam

Полученные заготовки подвергали полировке алмазными пастами различной дисперсности. Перед испытаниями образцы имели следующие размеры: толщина 2,3 мм; ширина 9,1 мм; длина рабочей части 16,0 мм. Полированные образцы были разделены на две партии. Первую партию образцов оставляли не облученной. Рабочую область второй партии образцов облучали с двух сторон (рис. 2) в вакууме импульсным электронным пучком на установке СОЛЮ.

Общие для всех режимов воздействия параметры пучка электронов следующий: энергия ускоренных электронов 17 кэВ, количество импульсов 3, частота следования импульсов $0,3 \text{ с}^{-1}$; давление остаточного газа (аргон) в рабочей камере установки $2 \cdot 10^{-2} \text{ Па}$. Плотность энергии пучка электронов и длительность импульсов варьировали в интервале от 10 до 50 Дж/см² и от 50 до 200 мкс. Режимы электронно-пучковой обработки представлены ниже:

Режим	Плотность энергии пучка электронов, Дж/см ²	Длительность импульсов, мкс
1	10	50
2	20	
3	30	
4	40	
5	50	
1a	10	200
2a	20	
3a	30	
4a	40	
5a	50	

Общий вид образцов после модифицирования представлен на рис. 3.

Разрушение всех образцов в режиме растяжения осуществляли на установке INSTRON 3386 с постоянной скоростью 2,0 мм/мин, не менее чем по три образца для каждого режима электронного пучка. Общий вид образцов сплава АК10М2Н, разрушенных в исходном состоянии и после электронно-пучковой обработки по режимам 1, 3, 5, приведен на рис. 4. По полученным данным были построены зависимости средних пределов прочности и текучести, относительного остаточного удлинения и сужения при разрыве от плотности энергии пучка электронов и длительности импульса пучка электронов, для каждого из исследуемых материалов.

Результаты и обсуждение

Данные, полученные при растяжении сплава АК10М2Н, представлены на рис. 5, погрешность эксперимента не превышала 10 %.

Зависимость предела прочности от плотности энергии пучка электронов (рис. 5, а) показывает, что электронно-пучковая обработка при таких параметрах нагружения не влияет на предел прочности или приводит к его снижению. Предел текучести (рис. 5, б) показывает положительную динамику, выходящую за пределы погрешности измерения (для параметров обработки 10 и 30 Дж/см², 50 мкс составляет 56 и 55 %).

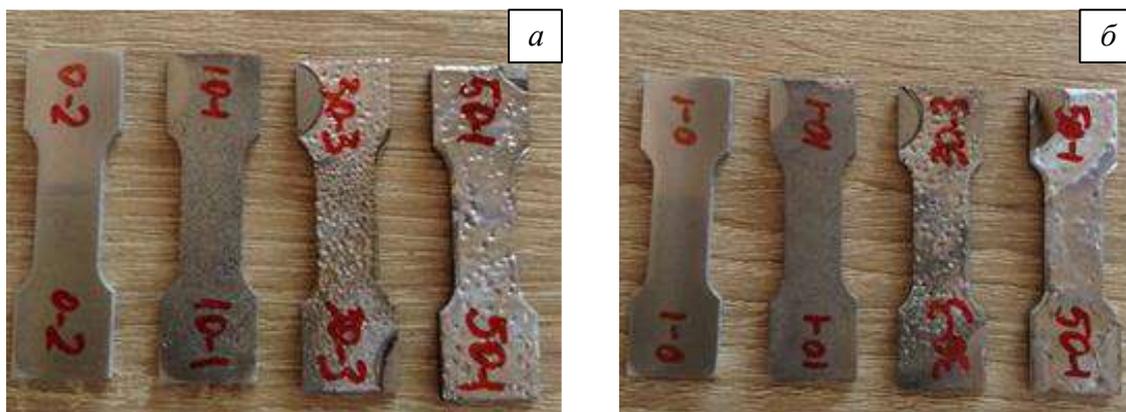


Рис. 3. Общий вид образцов сплава АК10М2 после облучения электронным пучком 50 (а) и 200 мкс (б)
 Fig. 3. General view of the AK10M2 alloy samples after irradiation with an electron beam of 50 (a) and 200 microseconds (b)

Зависимость относительного остаточного удлинения при разрыве от плотности энергии пучка электронов (рис. 5, в) показывает, что статистически значимое снижение рассматриваемого параметра наблюдается для параметров обработки 15 Дж/см², 50 мкс и 30, 50 Дж/см², 200 мкс. Снижение этого параметра косвенно свидетельствует об уменьшении пластических свойств материала. Абсолютная разность максимального и минимального значений относительного остаточного сужения при разрыве (рис. 5, з) составляет 0,022 % ($0,893 \pm 0,015 \div 0,874 \pm 0,015$ %), что не выходит за пределы доверительного интервала. Это свидетельствует об отсутствии влияния электронно-пучковой обработки на относительное остаточное сужение при разрыве.

При скорости нагружения 2,0 мм/мин установлено, что статистически значимое увеличение предела текучести сплава АК10М2Н наблюдается для параметров обработки 10 и 30 Дж/см², 50 мкс.

Следует отметить, что не для одного из представленных режимов не обнаружено статистически значимое увеличение основной характеристики прочностных свойств (предела прочности на разрыв).

В связи с неоднозначностью установленных зависимостей было принято решение расширить массив данных путем проведения исследований при скорости деформирования 1,25 мм/мин.

Обобщенные данные, полученные при растяжении сплава АК10М2Н со скоростью 1,25 мм/мин, представлены на рис. 6.

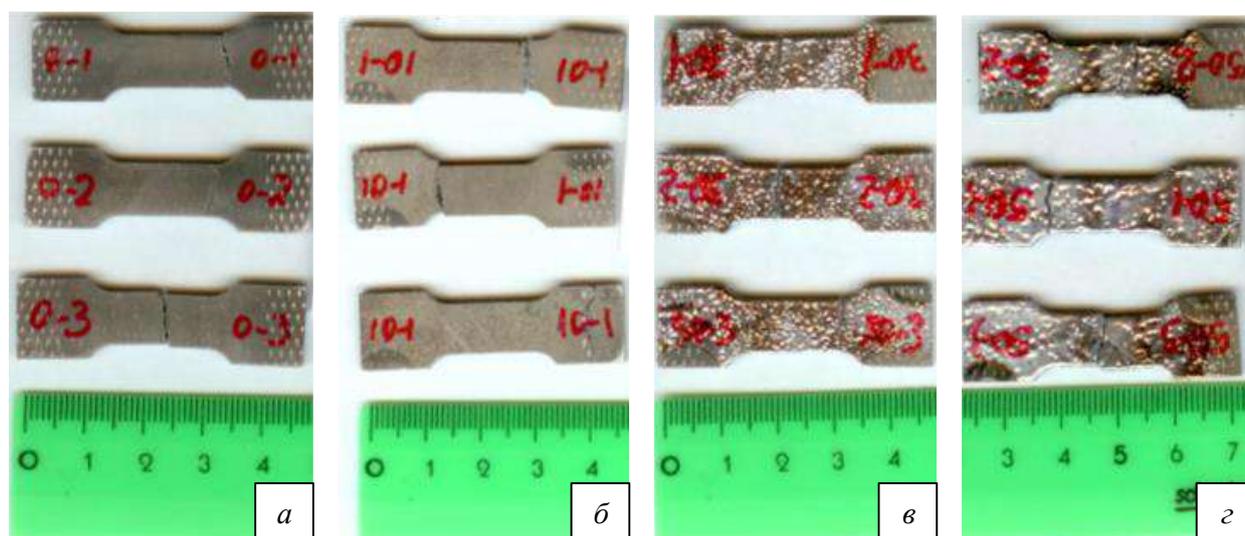


Рис. 4. Общий вид образцов после одноосного растяжения до разрушения:
 а – исходный сплав АК10М2Н; б – сплав АК10М2Н при режиме обработки 1; в – сплав АК10М2Н при режиме обработки 2; г – сплав АК10М2Н при режиме обработки 3

Fig. 4. General view of the samples after uniaxial stretching to destruction:
 а – the initial alloy AK10M2N; б – alloy AK10M2N in the processing mode 1; в – alloy AK10M2N in the processing mode 2; г – alloy AK10M2N in the processing mode 3

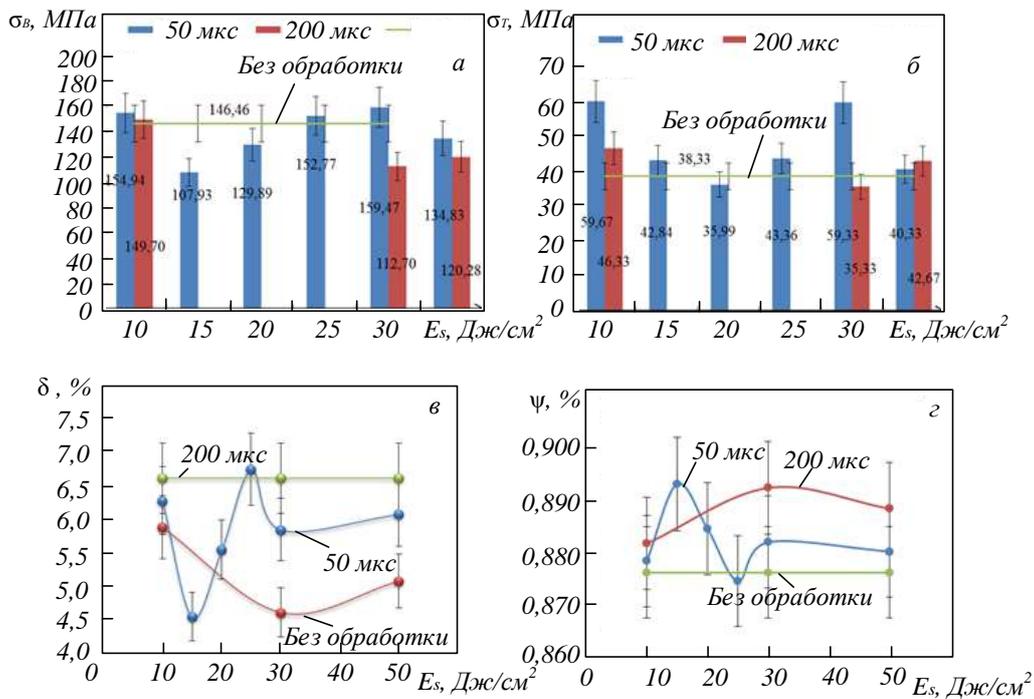


Рис. 5. Зависимости средних пределов прочности (а) и текучести (б), относительного остаточного удлинения (в) и сужения (г) при разрыве от плотности энергии пучка электронов при длительности импульса пучка электронов 50 и 200 мкс
 Fig. 5. Dependences of the average values of the tensile strength (a) and yield strength (б), relative residual elongation (в) and contraction (г) at rupture on the energy density of the electron beam at the pulse duration of the electron beam of 50 and 200 microseconds

Можно заметить, что облучение сплава АК10М2Н сопровождается увеличением прочностных свойств (предел прочности на разрыв независимо от плотности энергии пучка элек-

тронов увеличивается). Максимальный рост предела прочности наблюдается при режиме обработки 5а, который составляет 75 % по сравнению с пределом прочности литого сплава.

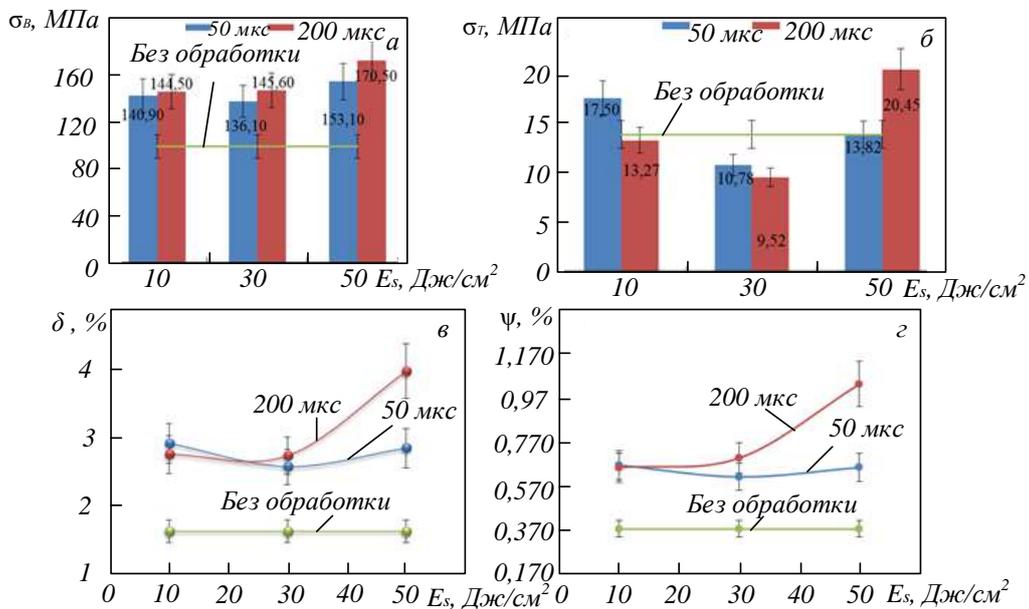


Рис. 6. Зависимости средних значений пределов прочности (а) и текучести (б), относительного остаточного удлинения (в) и сужения (г) при разрыве от плотности энергии пучка электронов при длительности импульса пучка электронов 50 и 200 мкс для сплава АК10М2Н (скорость деформирования 1,25 мм/мин)
 Fig. 6. Dependences of the average values of the tensile strength (a) and yield strength (б), relative residual elongation (в) and contraction (г) at rupture on the energy density of the electron beam at the pulse duration of the electron beam of 50 and 200 microseconds for the alloy AK10M2N (deformation rate 1.25 mm/min)

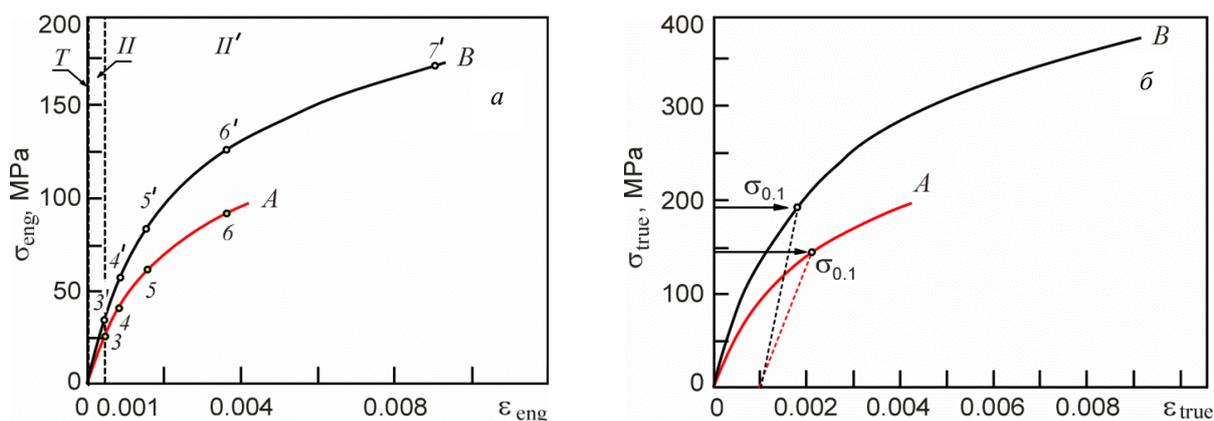


Рис. 7. Деформационные инженерные (а) и истинные (б) кривые необлученного (кривая А) и облученного (кривая В) образцов (штриховая линия выделяет на деформационной кривой стадии деформационного упрочнения материала)
 Fig. 7. Deformation engineering (a) and true (б) curves of non-irradiated (curve A) and irradiated (curve B) samples (the dashed line highlights the stages of deformation hardening of the material on the deformation curve)

Одновременно с увеличением предела прочности на разрыв увеличиваются пластические характеристики, а именно относительное остаточное удлинение (рис. 6, в) и сужение (рис. 6, г) при разрыве демонстрируют тенденцию к увеличению, независимо от плотности энергии пучка электронов. Максимальное увеличение пластических характеристик наблюдается для предела прочности для режима 5а (примерно 150 %).

Наиболее благоприятным режимом, приводящему к максимальному одновременному увеличению прочностных и пластических свойств сплава АК10М2Н является режим 5а.

Инженерные деформационные кривые в координатах инженерные напряжения – инженерные деформации, полученные в результате одноосной деформации растяжением образцов силумина марки АК10М2Н в необлученном и облученном (режим 5а) импульсным электронным пучком состояниях, приведены на рис. 7.

Инженерные значения напряжения и деформации определяли по следующим формулам:

$$\sigma_{eng} = \left(\frac{F}{S_0} \right); \quad (1)$$

$$\varepsilon_{eng} = \left(\frac{\Delta l}{l_0} \right), \quad (2)$$

где F – растягивающее усилие; S_0 – начальная площадь поперечного сечения образца; Δl – удлинение; l_0 – начальная длина рабочей части образца.

Истинные напряжение и деформацию определяли по следующим выражениям:

$$\sigma_{true} = \left(\frac{F}{S_0} \right) \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right); \quad (3)$$

$$\varepsilon_{true} = \ln \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right). \quad (4)$$

Деформационные кривые показывают, что при одноосной деформации растяжением исходного и облученного образцов происходит хрупкое разрушение материала. Упрочнение превалирует над разупрочнением, деформационные кривые обрываются на стадии упрочнения. О хрупком характере разрушения материала свидетельствует отсутствие на деформационных кривых стадии предразрушения.

Были определены предельные прочностные характеристики силумина марки АК10М2Н в условиях одноосного растяжения при постоянной скорости деформации 1,25 мм/мин и температуре 23 °С (рис. 7, б).

Установлено, что для необлученного силумина условный предел текучести 150 МПа, предел прочности 200 МПа, максимальная деформация до разрушения 0,43 %; для облученных сплавов получили следующие значения: условный предел текучести 195 МПа, предел прочности 370 МПа, максимальная деформация до разрушения 0,92 %.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что облучение образцов импульсным электронным пучком в 1,5 – 2,0 раза увеличивает механические характеристики силумина. Однако, облучение силумина не приводит к заметным изменениям в закономерностях поведения деформационных кривых при одноосном растяжении.

Условный предел текучести соответствует стадии неоднородной пластической деформации (рис. 7). Кроме того, на начальном этапе деформации невозможно выделить упругую стадию, на

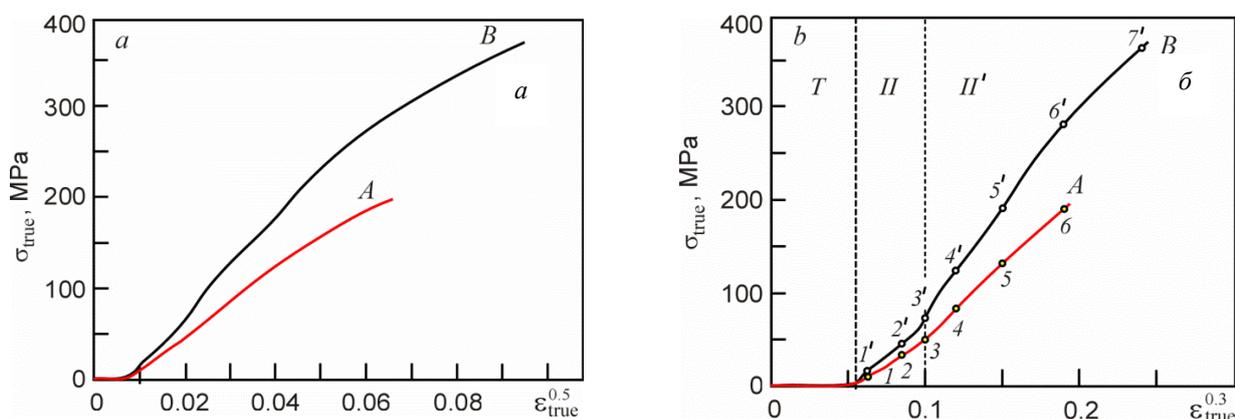


Рис. 8. Деформационные кривые необлученного (кривая A) и облученного (кривая B) образцов силумина АК10М2Н, построенные в координатах σ_{true} и ϵ_{true} (штриховыми линиями выделены прямолинейные участки, которые характеризуют разные стадии деформационного упрочнения образца, обученного импульсным электронным пучком)

Fig. 8. Deformation curves of non-irradiated (curve A) and irradiated (curve B) samples of silumin AK10M2H, constructed in coordinates σ_{true} and ϵ_{true} (dashed lines indicate rectilinear sections that characterize different stages of deformation hardening of a sample trained with an im pulse electron beam)

которой выполняется закон Гука. Это связано с тем, что полученные деформационные кривые относятся к диаграммам хрупкого разрушения, так как кривые обрываются на стадии упрочнения, и только на этой стадии их можно описать параболической функциональной зависимостью вида:

$$\sigma = \sigma_0 + \Theta \epsilon^n; \quad (5)$$

здесь σ_0 – условный предел текучести; Θ – коэффициент деформационного упрочнения; $n < 1$ – показатель деформационного упрочнения.

Для того, чтобы выделить на деформационной кривой прямолинейные участки, которые отражают стадии деформационного упрочнения с разными коэффициентами деформационного упрочнения, равного частной производной от напряжения по деформации, обработке деформационных кривых осуществляют в координатах напряжение – деформация в степени n ($0,1 < n < 1$). На рис. 8 приведены деформационные кривые в координатах истинное напряжение – истинная деформация в степени 0,5 и истинное напряжение – истинная деформация в степени 0,3. На деформационных кривых линейный характер указанных зависимостей не выявляется (рис. 8, a). Если на деформационных кривых присутствуют два прямолинейных участка (рис. 8, б), то есть можно выделить две линейные зависимости с разными коэффициентами деформационного упрочнения.

Представление деформационных кривых в координатах истинное напряжение – истинная деформация в степени 0,3 позволило выделить две стадии деформационного упрочнения силумина: это начальная переходная стадия T и стадия II. Стадию II можно разбить на две подстадии из-за наличия двух линейных участков с

разными углами наклона, (разными коэффициентами деформационного упрочнения в уравнении (5)). Известно, что физическая природа механизмов деформации различна в зависимости от стадии. Это находит отражение на спекл-картинах, полученных при механических испытаниях силумина.

На рис. 9, 10 представлены картины распределений деформационных полей (соответствующие состояниям в точках 3 – 6 и 3' – 7' на рис. 7, 1 – 6 и 1' – 7' на рис. 8) на поверхности необлученного и облученного образцов силумина АК10М2Н. На начальном этапе деформирования на спекл-картинах (картины 1 и 1'), которые соответствуют точкам 1 и 1' на диаграммах в координатах истинное напряжение – истинная деформация в степени 0,3, на рабочей поверхности образцов при растяжении наблюдается формирование случайно распределенных локальных очагов деформации растяжения и сжатия.

По мере роста внешнего приложенного напряжения наблюдается переход от стадии II к стадии II' деформационного упрочнения материала, что отражается на спекл-картинах (картины 2, 3). Локальные очаги деформации сжатия на распределении продольных относительных деформаций исчезают. При этом мелкие локальные области деформации очагов начинают сливаться в области большего размера в необлученных и облученных образцах. Это явление коррелирует изменением угла наклона на деформационной кривой истинное напряжение – истинная деформация в степени 0,3 (рис. 8, б) и характеризует изменение коэффициента деформационного упрочнения.

На спекл-картинах эволюция распределений поперечных относительных деформаций сопровождается образованием в центральной части

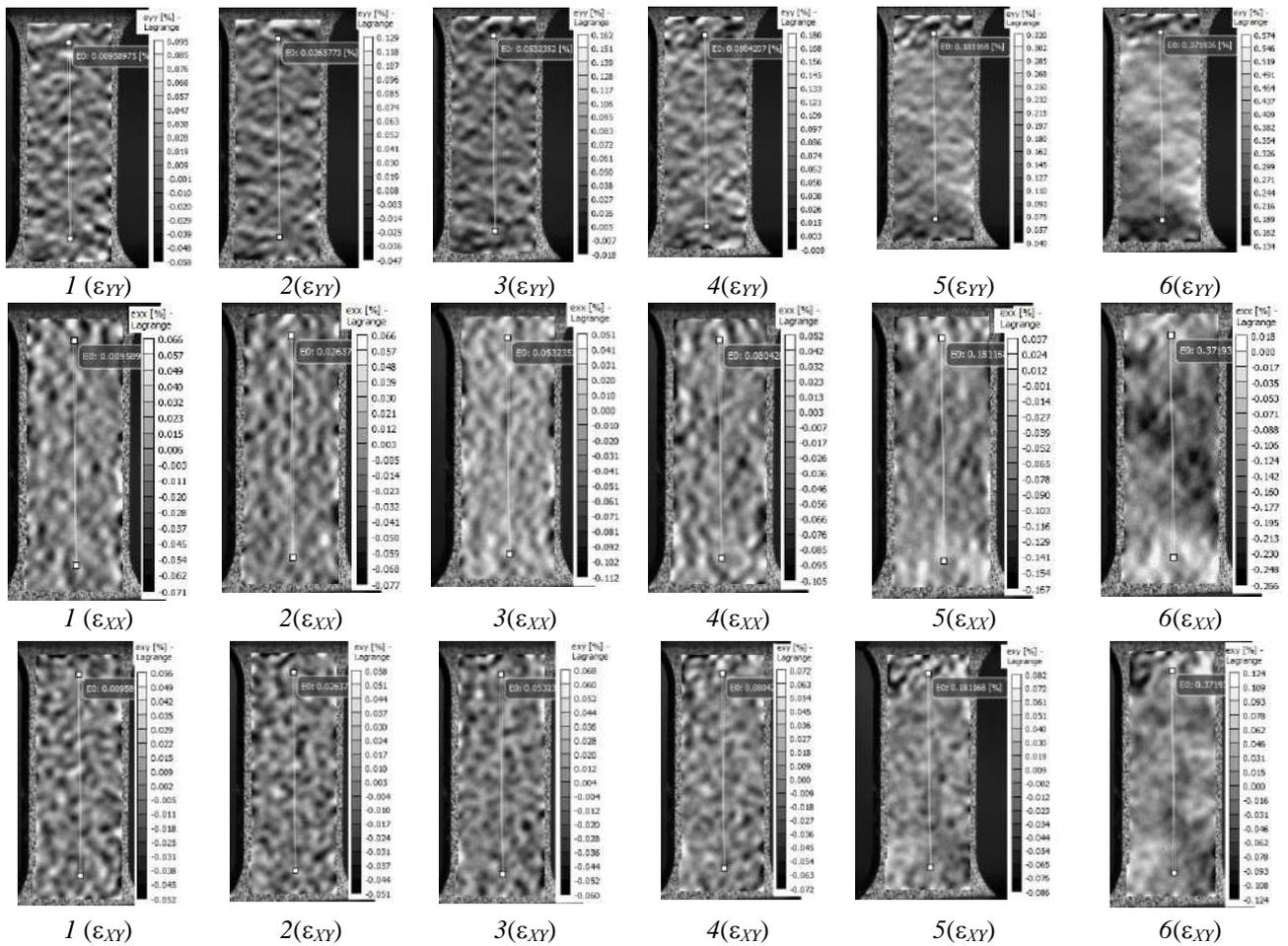


Рис. 9. Спекл-картины распределений вертикальных $\epsilon_{\gamma\gamma}$, продольных $\epsilon_{\alpha\alpha}$ и сдвиговых $\epsilon_{\alpha\gamma}$ относительных деформаций на поверхности необлученного образца при одноосном растяжении при разных усредненных деформациях по рабочему полю образцов:

1 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,00965 \%$; 2 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,026 \%$; 3 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,053 \%$; 4 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,080 \%$; 5 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,181 \%$; 6 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,347 \%$

Fig. 9. The speckle pattern of the distributions of vertical $\epsilon_{\gamma\gamma}$, longitudinal $\epsilon_{\alpha\alpha}$ and shear relative deformations $\epsilon_{\alpha\gamma}$ on the surface of the irradiated specimen under uniaxial tension at different average strain on the working field samples:

1 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,00965 \%$; 2 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,026 \%$; 3 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,053 \%$; 4 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,080 \%$; 5 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,181 \%$; 6 – $\epsilon_{\gamma\gamma} = 0,347 \%$

образца значительной по размерам вытянутой области, которая направлена под углом 45° к вертикальной оси образца. При этом на спекл-картинах распределений сдвиговых поперечных относительных деформаций наблюдается образование перед разрушением вытянутых очагов деформации вдоль оси образца (рис. 9, 2 – 6). Наблюдается образование очагов деформации со значительными деформациями на боковых гранях образца.

Изучение спекл-картин, полученных при одноосной деформации растяжением облученных образцов, позволило установить отличия в эволюции спекл-картин на поверхности необлученных образцов с ростом внешних напряжений. На распределении продольных относительных деформаций наблюдается увеличение размеров локальных очагов деформации в центральной части образца. При этом в этих очагах деформации происходит значительный рост деформации, который почти в два раза больше, чем

усредненная по всему рабочему полю образца деформация (рис. 10, 2' – 7'). При этом на спекл-картинах распределений сдвиговых поперечных относительных деформаций наблюдается образование перед разрушением вытянутых очагов деформации вдоль оси образца (рис. 10, 6' – 7'). Наблюдается образование очагов деформации со значительными деформациями на боковых гранях образцов.

Выводы

Наиболее благоприятным режимом, приводящему к максимальному одновременному увеличению прочностных и пластических свойств сплава АК10М2Н является режим 5а с параметрами ЭПО 50 Дж/см², 200 мкс. Увеличение предела прочности составляет 75 % по сравнению с пределом прочности литого сплава. Относительное остаточное удлинение и сужение при разрыве увеличивается на 150 %. Представление деформационных кривых в координатах истин-

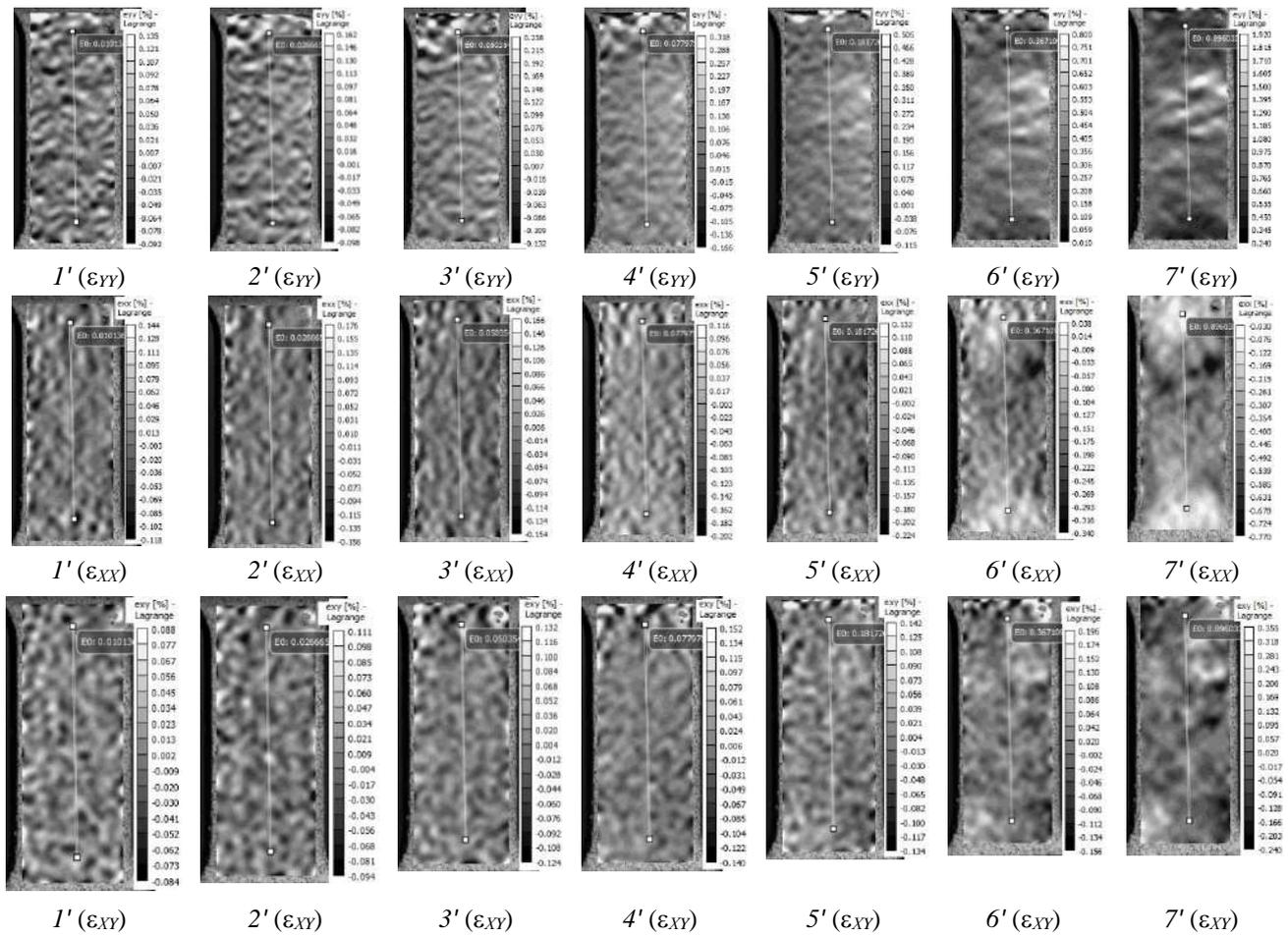


Рис. 10. Спекл-картины распределений вертикальных $\varepsilon_{\gamma\gamma}$, продольных ε_{xx} и сдвиговых $\varepsilon_{x\gamma}$ относительных деформаций на поверхности облученного образца при одноосном растяжении при разных усредненных деформациях по рабочему полю образцов:

1 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,01\%$; 2 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,026\%$; 3 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,050\%$; 4 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,078\%$; 5 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,181\%$; 6 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,367\%$; 7 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,896\%$

Fig. 10. Speckle patterns of distributions of vertical $\varepsilon_{\gamma\gamma}$, longitudinal ε_{xx} and shear relative deformations $\varepsilon_{x\gamma}$ on the surface of the irradiated sample under uniaxial tension with different average deformations over the working field of the samples:

1 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,01\%$; 2 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,026\%$; 3 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,050\%$; 4 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,078\%$; 5 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,181\%$; 6 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,367\%$; 7 – $\varepsilon_{\gamma\gamma} = 0,896\%$

ное напряжение – истинная деформация в степени 0,3 позволило выделить две стадии деформационного упрочнения силумина АК10М2Н: начальная переходная стадия *T* и стадия *II*. Стадию *II* можно разбить на две подстадии из-за наличия двух линейных участков с разными углами наклона (разными коэффициентами деформационного упрочнения). Изучение спекл-картин, полученных при одноосной деформации растяжением облученных образцов, позволило установить отличия в эволюции спекл-картин на поверхности необлученных образцов с ростом внешних напряжений. На распределении продольных относительных деформаций наблюдается увеличение размеров локальных очагов деформации в центральной части образца. При этом происходит значительный рост деформации, которая почти в два раза больше, чем усредненная по всему рабочему полю образца деформация.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Бельский С.Е., Волчок И.П., Митяев А.А., Свидунович Н.А. Производство алюминиевых сплавов: состояние и перспективы. *Литые и металлургия*. 2006;2–1:130–133.
2. Дроздов А.А. *Алюминий. Тринадцатый элемент: энциклопедия*. Москва: Библиотека РУСАЛа. 2007:239.
3. Золоторевский В.С., Белов Н.А. *Металловедение литейных алюминиевых сплавов*. Москва: МИСиС. 2005:376.
4. Белов Н.А. *Фазовый состав алюминиевых сплавов*. Москва: ИД МИСиС. 2009:392.
5. Белов Н.А., Савченко С.В., Хван А.В. *Фазовый состав и структура силуминов*. Москва: МИСиС. 2008:282.
6. Qi M., Kang Y., Qiu Q., Tang W., Li J. Microstructures, mechanical properties, and corrosion behavior of novel high-thermal-conductivity hypoeutectic Al-Si alloys prepared by rheological high pressure die-casting

- and high pressure die-casting. *Journal of Alloys Compounds*. 2018;15(745):487–502.
7. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Проблема модифицирования алюминиево-кремниевой эвтектики силуминов. пути решения. *Литье и металлургия*. 2018;(2):12–15. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2018-2-12-15>
 8. Samat S., Omar M.Z., Baghdadi H., Mohamed I.F., Aziz A.M. Mechanical properties and microstructures of a modified Al–Si–Cu alloy prepared by thixoforming process for automotive connecting rods. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;10:1086–1102. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.085>
 9. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Коваль Н.Н., Углов В.В., Черенда Н.Н., Бирик Н.В., Асташинский М.В. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / Под ред. А.П. Ласковнева. Минск: Беларус. Наука. 2013:287.
 10. Sigworth G.K. The modification of Al-Si casting alloys: important practical and theoretical aspects. *International Journal of Metalcasting*. 2008;2(2):19–40. <https://doi.org/10.1007/BF03355425>
 11. Li Q.L., Zhao S., Li B.Q., Zhu Y.Q., Wang C.Z., Lan Y.F., Xia T.D. A novel modifier on the microstructure and mechanical properties of Al – 7Si alloys. *Materials Letters*. 2019;251:156–160. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.050>
 12. Lee K., Kwon Y.N., Lee S. Correlation of microstructure with mechanical properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, rheocasting, and casting-forging processes. *Engineering Fracture Mechanics*. 2008;75(14):4200–4216. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.04.004>
 13. Li Q.L., Li B.Q., Li J.B., Xia T.D., Lan Y.F., Guo T.B. Effects of the addition of Mg on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7%Si alloy. *International Journal of Metalcasting*. 2017;11:823–830. <https://doi.org/10.1007/s40962-016-0131-6>
 14. Beroual S., Boumerzoug. Z., Paillard P., Borjon-Piron Y. Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;784:1026–1035. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.365>
 15. Giovanni M. Di T., Mørtzell E.A., Saito T., Akhtar S., Sabatino M. Di, Li Y., Cerri E. Di Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy. *Materials Today: Communications*. 2019;19:342–348. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.02.013>
 16. Czekaj E., Zych J., Kwak Z., Garbacz-Klempka A. Quality Index of the AlSi7Mg0.3 Aluminium Casting Alloy Depending on the Heat Treatment Parameters. *Archives of Foundry Engineering*. 2016;16:25–28. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.02.013>
 17. Лысых С.А., Мишигдоржийн У.Л., Хареев Ю.П., Москвин П.В., Воробьев М.С., Мокеев М.А. Электронно-пучковая модификация боридных диффузионных слоев на поверхности штамповой стали 5хнм: ЗАЕТВУ. *Ползуновский ВЕСТНИК*. 2023;(2):217–224. <https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2023.02.028>
 18. Cai J., Li Ch., Yao Y., Lyu P., Guan Q., Li Y., Lu J. Microstructural modifications and high-temperature oxidation resistance of arc ion plated NiCoCrAlYSiHf coating via high-current pulsed electron beam. *Corrosion Science*. 2021;182:109281. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109281>
 19. Lee W.J., Kim J., Park H.W. Improved corrosion resistance of Mg alloy AZ31B induced by selective evaporation of Mg using large pulsed electron beam irradiation. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019;35(5):891–901. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.004>
 20. Liu Y.R., Zhang K.M., Zou J.X., Liu D.K., Zhang T.C. Effect of the high current pulsed electron beam treatment on the surface microstructure and corrosion resistance of a Mg-4Sm alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;741:65–75. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.227>
 21. Zhang T.C., Zhang K.M., Zou J.X., Yan P., Yang H.Y., Song L.X., Zhang X. Surface microstructure and property modifications in a Mg-8Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloy treated by high current pulsed electron beam. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;788:231–239. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.130>
 22. Zhang X., Zhang K., Zou J., Yan P., Song L., Liu Y. Surface microstructure modifications and in-vitro corrosion resistance improvement of a WE43 Mg alloy treated by pulsed electron beams. *Vacuum*. 2020;173:109132. <https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.109132>

REFERENCES

1. Bel'skii S.E., Volchok I.P., Mityaev A.A., Svidunovich N.A. Production of aluminum al-

- loys: state and prospects. *Lit'e i metallurgiya*. 2006;2-1:130–133. (In Russ.).
2. Drozdov A.A. *Aluminum. The thirteenth element: an encyclopedia*. Moscow: Biblioteka RUSALa. 2007:239. (In Russ.).
 3. Zolotarevskii V.S., Belov N.A. *Metallurgy of foundry aluminum alloys*. Moscow: MISiS. 2005:376. (In Russ.).
 4. Belov N.A. *The phase composition of aluminum alloys*. Moscow: Izdatel'skii Dom MISiS. 2009:392. (In Russ.).
 5. Belov N.A., Savchenko S.V., Khvan A.V. The phase composition and structure of silumins. Moscow: MISiS. 2008:282. (In Russ.).
 6. Qi M., Kang Y., Qiu Q., Tang W., Li J. Microstructures, mechanical properties, and corrosion behavior of novel high-thermal-conductivity hypoeutectic Al-Si alloys prepared by rheological high pressure die-casting and high pressure die-casting. *Journal of Alloys Compounds*. 2018;15(745):487–502.
 7. Samat S., Omar M.Z., Baghdadi H., Mohamed I.F., Aziz A.M. Mechanical properties and microstructures of a modified Al-Si-Cu alloy prepared by thixoforming process for automotive connecting rods. *Journal of Materials Research and Technology*. 2021;10:1086–1102. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.12.085>
 8. Laskovnev A.P., Ivanov Yu.F., Petrikova E.A., Koval' N.N., Uglov V.V., Che-renda N.N., Bibik N.V., Astashinskii M.V. *Modification of the structure and properties of eutectic silumin by electron-ion-plasma treatment* / ed. by A.P. Laskovnev. Minsk:Belarus. Nauka. 2013:287. (In Russ.).
 9. Sigworth G.K. The modification of Al-Si casting alloys: important practical and theoretical aspects. *International Journal of Metalcasting*. 2008;2(2):19–40. <https://doi.org/10.1007/BF03355425>
 10. Li Q.L., Zhao S., Li B.Q., Zhu Y.Q., Wang C.Z., Lan Y.F., Xia T.D. A novel modifier on the microstructure and mechanical properties of Al-7Si alloys. *Materials Letters*. 2019;251:156–160. <https://doi.org/10.1016/j.matlet.2019.05.050>
 11. Lee K., Kwon Y.N., Lee S. Correlation of microstructure with mechanical properties and fracture toughness of A356 aluminum alloys fabricated by low-pressure-casting, rheocasting, and casting-forging processes. *Engineering Fracture Mechanics*. 2008;75(14):4200–4216. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2008.04.004>
 12. Li Q.L., Li B.Q., Li J.B., Xia T.D., Lan Y.F., Guo T.B. Effects of the addition of Mg on the microstructure and mechanical properties of hypoeutectic Al-7% Si alloy. *International Journal of Metalcasting*. 2017;11:823–830. <https://doi.org/10.1007/s40962-016-0131-6>
 13. Beroual S., Boumerzoug. Z., Paillard P., Borjon-Piron Y. Effects of heat treatment and addition of small amounts of Cu and Mg on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Cu and Al-Si-Mg cast alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;784:1026–1035. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.12.365>
 14. Giovanni M. Di T., Mertsell E.A., Saito T., Akhtar S., Sabatino M. Di, Li Y., Cerri E. Di Influence of Cu addition on the heat treatment response of A356 foundry alloy. *Materials Today: Communications*. 2019;19:342–348. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.02.013>
 15. Czekaj E., Zych J., Kwak Z., Garbacz-Klempka A. Quality Index of the AlSi7Mg0.3 Aluminium Casting Alloy Depending on the Heat Treatment Parameters. *Archives of Foundry Engineering*. 2016;16:25–28. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2019.02.013>
 16. Lysykh S. A., Mishigdorzhiiin U.L., Kharaev Yu. P., Moskvina P.V., Vorob'ev M.S., Mokeev M.A. Electron beam modification of boride diffusion layers on the surface of 5khnmm die steel: ZAYTV. *Polzunovskii VESTNIK*. 2023;(2):217–224. (In Russ.). <https://doi.org/10.25712/ASTU.2072-8921.2023.02.028>
 17. Cai J., Li Ch., Yao Y., Lyu P., Guan Q., Li Y., Lu J. Microstructural modifications and high-temperature oxidation resistance of arc ion plated NiCoCrAlYSiHf coating via high-current pulsed electron beam. *Corrosion Science*. 2021;182:109281. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2021.109281>
 18. Lee W.J., Kim J., Park H.W. Improved corrosion resistance of Mg alloy AZ31B induced by selective evaporation of Mg using large pulsed electron beam irradiation. *Journal of Materials Science & Technology*. 2019;35(5):891–901. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2018.12.004>
 19. Liu Y.R., Zhang K.M., Zou J.X., Liu D.K., Zhang T.C. Effect of the high current pulsed electron beam treatment on the surface microstructure and corrosion resistance of a Mg-4Sm alloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2018;741:65–75. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.12.227>
 20. Zhang T.C., Zhang K.M., Zou J.X., Yan P., Yang H.Y., Song L.X., Zhang X. Surface microstructure and property modifications in a Mg-8Gd-3Y-0.5Zr magnesium alloy treated by high current pulsed electron beam. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;788:231–239. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.02.130>

21. Zhang X., Zhang K., Zou J., Yan P., Song L., Liu Y. Surface microstructure modifications and in-vitro corrosion resistance improvement of a WE43 Mg alloy treated by pulsed electron beams. *Vacuum*. 2020;173:109132.
<https://doi.org/10.1016/j.vacuum.2019.109132>

Сведения об авторах

Анна Александровна Абатурова, старший преподаватель кафедры менеджмента качества и инноваций, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: anchutka-82@mail.ru
SPIN-код: 7760-3904

Дмитрий Валерьевич Загуляев, профессор кафедры естественнонаучных дисциплин им. В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru
Spin-код: 9522-4745

Анна Александровна Серебрякова, аспирант кафедры естественнонаучных дисциплин имени профессора В.М. Финкеля, Сибирский государственный индустриальный университет
E-mail: aserebrakova87@gmail.com
SPIN-код: 5889-2235

Information about the authors

Anna A. Abaturova, Senior Lecturer, Department of Quality Management and Innovation, Siberian State Industrial University
E-mail: anchutka-82@mail.ru
SPIN-код: 7760-3904

Dmitrii V. Zagulyaev, Doctor of Technical Sciences, professor of the department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: zagulyaev_dv@physics.sibsiu.ru
Spin-код: 9522-4745

Anna A. Serebryakova, Postgraduate student of the Department of Natural Sciences named after Professor V.M. Finkel, Siberian State Industrial University
E-mail: aserebrakova87@gmail.com
SPIN-код: 5889-2235

Поступила в редакцию 16.02.2024
После доработки 28.02.2024
Принята к публикации 01.03.2024

Received 16.02.2024
Revised 28.02.2024
Accepted 01.03.2024